

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problems Mailbox.**

- (11) Japanese Unexamined Patent Application Publication No.
3-42806
- (43) Publication Date: February 25, 1991
- (21) Application No. 1-178924
- (22) Application Date: July 10, 1989
- (72) Inventors: Osamu SHIMIZU, et al.
- (71) Applicant: Fuji Photo Film Co., Ltd.
- (74) Agent: Patent Attorney, Asamichi KATO

SPECIFICATION

1. Title of the Invention: SOFT MAGNETIC THIN FILM
2. Claims

(1) A soft magnetic thin film comprising Fe as a main component and having a body-centered cubic crystal structure, wherein the soft magnetic thin film is substantially oriented in a [111] direction, and the absolute value of saturation magnetostriction λ_f is 5×10^{-8} or less.

(2) The soft magnetic thin film according to claim 1, containing at least one of Co and Ni in a total of 1 atomic % to 15 atomic %.

(3) The soft magnetic thin film according to claim 1 or 2, containing at least one element selected from Ru, Mn, Cr, and V in a total of 0.2 atomic % to 20 atomic %.

3. Detailed Description of the Invention

[Technical Field of the Invention]

The present invention relates to a soft magnetic thin film, and particularly to a soft magnetic thin film suitable for, for example, a core material for a magnetic head, particularly, a main magnetic pole material for a vertical recording head, and the like.

[Description of the Related Art]

For example, in a magnetic recording/reproducing apparatus such as an audio tape recorder, a VTR (video tape recorder), or the like, increases in the density and quality of a recording signal are advanced. Therefore, a so-called metal tape comprising a magnetic powder composed of a metal or alloy of Fe, Co, Ni, or the like, or a so-called deposited tape formed by depositing a ferromagnetic metal material directly on a base film by a vacuum thin film deposition technique, or the like has been developed as a magnetic recording medium in correspondence to increases in the recording density, and brought into practical use in various fields.

In order to exhibit the characteristics of such a magnetic recording medium having a predetermined coercive force, a core material for a magnetic head is required to have properties such as low coercive force, a high saturation magnetic flux density, and a high magnetic permeability. In a vertical recording magnetic head which

will be expected to be put into practical use in future, a material having a higher saturation magnetic flux density must be used for a main magnetic pole. However, a ferrite material used as the core material of a conventional magnetic head for various purposes has a low saturation magnetic flux density, and permalloy has a problem with abrasion resistance.

[Problem to be Solved by the Invention]

A sendust alloy composed of a Fe-Al-Si alloy is conventionally considered suitable as a core material satisfying the above requirements. The sendust alloy has excellent soft magnetic properties such as a high magnetic permeability and low coercive force. Therefore, in order to maintain the excellent soft magnetic properties, both the saturation magnetostriction λ_f and crystal magnetic anisotropy K_1 are preferably made near zero, and the composition of a soft magnetic material applicable to a magnetic head is determined in consideration of both values. When the material composition is determined, the saturation magnetic flux density is also determined depending upon the composition. In the case of the sendust alloy, the saturation magnetic flux density is limited to 10 to 11 k gauss, and it is not necessarily sufficient.

Therefore, instead of the sendust alloy, a Co-based amorphous magnetic alloy material (so-called amorphous

magnetic alloy material) causing little decrease in the magnetic permeability in the high-frequency region and having a high saturation magnetic flux density has been developed. However, the amorphous magnetic alloy material has a saturation magnetic flux density of about 14 k gauss, and it is not said to be sufficient.

In recent years, a [110] orientation film having a saturation magnetostriction λ_f of near zero has been proposed by using the fact that a Fe-based crystal sputtered film is liable to be oriented in the [110] direction. By using this film, a saturation magnetic flux density of about 20 k gauss can be realized. However, this film does not reach a practical level from the viewpoint of low coercive force as a soft magnetic property.

An object of the present invention is to provide a novel soft magnetic thin film having excellent soft magnetic properties of low coercive force and high magnetic permeability, and a high saturation magnetic flux density.

[Means for Solving the Problem]

In order to achieve the object of the present invention, a soft magnetic thin film comprises Fe as a main component, and has a body-centered cubic crystal structure (bcc structure), wherein the soft magnetic thin film is substantially oriented in the [111] direction, and the absolute value of saturation magnetostriction λ_f is 5×10^{-8}

or less. When the absolute value of saturation magnetostriction λ_f is about 5×10^{-8} or more, the coercive force is increased to fail to maintain the good soft magnetic properties intended in the present invention. Therefore, this value is out of the range of the present invention.

The thin film preferably contains at least one of Co and Ni in a total of 1 atomic % to 15 atomic %. In order to improve abrasion resistance, the thin film may contain at least one element selected from Ru, Mn, Cr, and V in a total of 0.2 atomic % to 20 atomic %.

[Operation]

The soft magnetic thin film of the present invention substantially comprises a thin film which is oriented in the {111} plane of a cubic crystal, and thus planar rotation of magnetic moment is not restricted by crystal magnetic anisotropy K_1 . Therefore, the crystal magnetic anisotropy K_1 need to be made zero even for achieving good soft magnetic properties, and thus the composition of the film can be determined in consideration of only the saturation magnetostriction λ_f of the film. Assuming that the [100] direction magnetostriction constant and [111] direction magnetostriction constant of a single crystal are λ_{100} and λ_{111} , respectively, the saturation magnetostriction λ_f of the [111] orientation film is represented by the following

equation:

$$\lambda_f = 1/3 \lambda_{100} + 2/3 \lambda_{111}$$

[Preferred Embodiments]

The saturation magnetostriction of a pure Fe film having [111] orientation is about -7×10^{-8} which is excessively high as the saturation magnetostriction of a soft magnetic thin film, but this value can be brought near zero by adding another element. For example, when Co or Ni is added in a total of 1 to 15 atomic %, the absolute value $|\lambda_f|$ of saturation magnetostriction of the film can be brought near zero. Besides Co and Ni, for example, the absolute value $|\lambda_f|$ can be brought near zero by adding about 10 atomic % of Si. In this case, excellent soft magnetic properties can be exhibited. Co and Ni are excellent as additive elements because λ_f can be controlled without causing deterioration in the saturation magnetic flux density.

In application in which abrasion resistance is required, at least one element selected from Ru, Mn, Cr, and V can be added. When at least one element selected from Ru, Mn, Cr, and V is added in a total of 0.2 atomic % or more, the abrasion resistance can be improved. However, when at least one element selected from Ru, Mn, Cr, and V is added in a total of over 20 atomic %, the saturation magnetic flux density is decreased to fail to achieve the object of the

present invention. Furthermore, from the same viewpoint, the total of at least one element selected from Ru, Mn, Cr, and V, and at least one element of Co and Ni is preferably suppressed to 20 atomic % or less of the whole composition.

In order to achieve the object of the present invention, the soft magnetic thin film of the present invention is a thin film oriented in the {111} plane of a cubic crystal, and the saturation magnetostriction λ_f of the film is $|\lambda_f| \leq 5 \times 10^{-8}$. Therefore, in the addition of any one of the elements, the above conditions must be satisfied. Conversely, if these conditions are satisfied, at least one of Pt, Rh, Ir, Os, and the like can be added for improving, for example, corrosion resistance in a range causing little deterioration in the saturation magnetic flux density.

Although a GaAs substrate was used in the examples below of the present invention, of course, the substrate material is not limited to the GaAs substrate as long as the thin film used can be oriented in the [111] direction. For example, the use of a Ge substrate produces similar good results.

In addition, the C plane of a material having a hexagonal B_g structure, such as Ni, Mn, Ge, or the like, has good lattice match with the {111} plane of a Fe-based bcc crystal, and thus the material such as Ni, Mn, Ge, or the like is suitable as a underlying material of the thin film

of the present invention.

Also, of course, the deposition method is not limited to a RF sputtering process. For example, a MBE process (molecular beam epitaxial process), an ion beam sputtering process, or the like may be used.

The substrate temperature in film deposition is preferably in the range of 300°C to 500°C, and more preferably about 350°C. With an excessively low substrate temperature, desired orientation cannot be obtained, while with a low substrate temperature, the resulting film is highly liable to be oriented in the [110] direction.

[Examples]

Experiments preformed for the thin film of the present invention will be described below.

Example 1

A thin film was formed on a GaAs substrate by a RF sputtering process using a Fe-Co alloy (Co; 0 to 18 at%) and Ar. The Co content of the thin film was changed by changing the target composition. As the GaAs substrate, a substrate having the [111] plane polished to a mirror plane was used, and a magnetic field of about 60 Oe was applied in parallel with the substrate under the sputtering conditions including a cathode electric power of 60 W, a target diameter of 4 inches (100 mm), a gas pressure of 0.8 Pa, and a substrate temperature of 350°C. Sputtering was performed for 3 hours

under the above conditions to obtain a film of a thickness of about $0.2\text{ }\mu\text{m}$ sufficient for practical use. Before the film deposition, the GaAs substrate was sufficiently cleaned by ion bombardment with Ar ions. Any of the resulting films was oriented in the [111] direction. Fig. 1 shows the saturation magnetostriction λ_f and coercive force H_c of these films plotted in the ordinate against the Co content (at%) of the target plotted in the abscissa. As a result of measurement of the saturation magnetostriction λ_f of each film in each direction parallel to the film plane, some anisotropy was observed in a plane. The coercive force H_c was measured in the direction of a hard axis. The saturation magnetic flux density does not depend upon the measurement direction. As shown in Fig. 1, a good soft magnetic film having a coercive force H_c of $H_c \leq 1\text{ Oe}$ when the absolute value of saturation magnetostriction λ_f is $|\lambda_f| \leq 5 \times 10^{-6}$ can be obtained. The thickness measurement was accompanied with no small error because of the thickness of the film was as small as $0.2\text{ }\mu\text{m}$, and thus the value of the saturation magnetic flux density could not be precisely determined. However, the saturation magnetic flux density calculated from the measurements was a good value of over 18 kG. Particularly, it is important to describe that with a Co content of about 5 at%, $|\lambda_f| = 0$ and $H_c = 0.3\text{ Oe}$, and both values are minimum.

Example 2

The same RF sputtering process as in Example 1 was performed by using a target composed of $\text{Fe}_{90}\text{Co}_5\text{Ru}_5$ (atomic ratio) to deposit a thin film. As a result of measurement of saturation magnetic flux density of the resulting thin film, the measurement was 18 kG or more, and the coercive force H_c was 0.5 Oe or less. Therefore, the thin film exhibited good soft magnetic properties. In order to evaluate the abrasion resistance of the Ru-containing alloy, the four types of alloys including $\text{Fe}_{95}\text{Co}_5$, $\text{Fe}_{90}\text{Co}_5\text{Ru}_5$, $\text{Fe}_{85}\text{Co}_5\text{Ru}_{10}$, and $\text{Fe}_{80}\text{Co}_5\text{Ru}_{15}$ having a constant Co content and different Fe contents and Ru contents were prepared, and a dummy head was formed by using each of the alloys as a bulk material and tested by sliding on a metal floppy (FUJIX VP-HR). After the sliding test for 1000 hours, the volume of abrasion was determined. Fig. 2 shows the relative amount of abrasion of each alloy assuming that the amount of abrasion of the dummy head using $\text{Fe}_{95}\text{Co}_5$ is 1. Fig. 2 indicates that abrasion resistance is significantly improved by adding Ru. It is separately confirmed that the properties of a good soft magnetic material can also be maintained by adding Ru.

Comparative Example

In order to compare with a thin film material of the present invention, a thin film was deposited by the same

process as in Example 1 except that a target composed of a known soft magnet material $\text{Fe}_{98}\text{Si}_2$ was used, and a substrate having a GaAs {110} plane was used, and the soft magnetic properties of the thin film of the comparative example were measured by the same method as in Example 1. As a result of measurement, it was confirmed that the film of the comparative example is oriented in the [110] direction, and has a saturation magnetic flux density of 18 kG or more, a saturation magnetostriction λ_f of about 0, and a coercive force H_c of as large as 2.5 Oe, and thus the thin film of the comparative example is inferior to the thin films of the present invention with respect to coercive force. Although, in each of the examples, it was assumed that the composition of the resulting thin film was the same as that of the target used, substantially no error occurred on this assumption.

[Advantages]

A soft magnetic thin film of the present invention is composed of Fe as a main component and has a body-centered cubic crystal structure, substantially [111] orientation and an absolute value of saturation magnetostriction of 5×10^{-8} or less, and thus the present invention can provide a soft magnetic thin film having good soft magnetic properties such as low coercive force and high magnetic permeability as well as a high saturation magnetic flux density. Particularly,

the remarked characteristic of the thin film is a high saturation magnetic flux density. For example, when the thin film is used for a core of a writing/reading head for a vertical magnetic recording medium required to have a high saturation magnetic flux density, this excellent property can be exhibited.

The thin film may contain 1 atomic % to 15 atomic % of at least one of Co and Ni while maintaining the above-described properties. By adding this element, the saturation magnetostriction of the film can be controlled with the saturation magnetic flux density kept high.

When the thin film contains at least one element selected from Ru, Mn, Cr, and V in a total of 0.2 atomic % to 20 atomic %, the abrasion resistance is improved. Therefore, when the thin film is applied to a core of a magnetic head, a thin film magnetic head having high abrasion resistance to long-term movement can be formed.

4. Brief Description of the Drawings

Fig. 1 is a graph showing the Co content dependency of saturation magnetostriction and H_c of a Fe-Co alloy thin film having [111] orientation in an example of the present invention; and

Fig. 2 is a graph showing the relationship between the amount of Ru added and the amount of abrasion of a thin film of the present invention.

Applicant: Fuji Photo Film Co., Ltd.

Agent: Asamichi KATO, Patent Attorney

FIG. 1

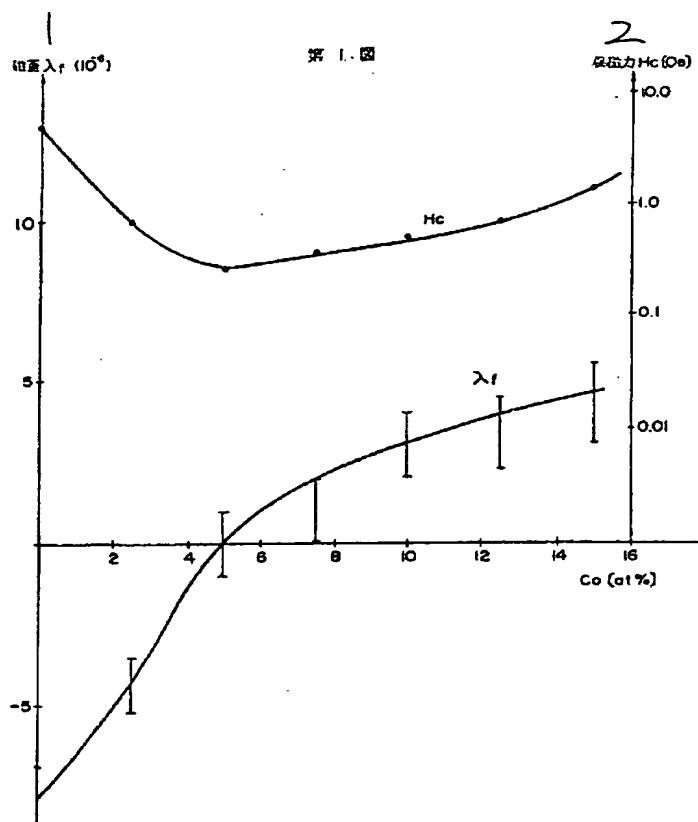
1 MAGNETOSTRICTION

2 COERCIVE FORCE

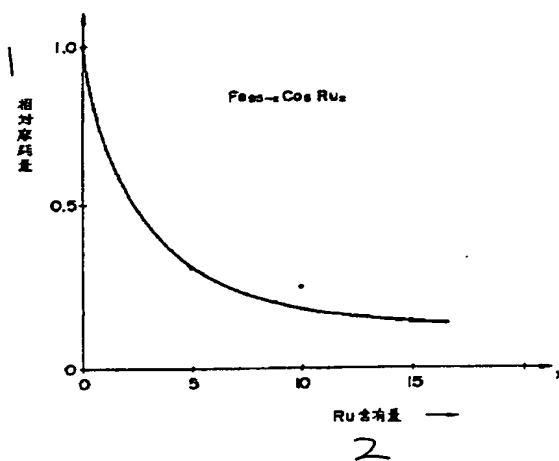
FIG. 2

1 RELATIVE AMOUNT OF ABRASION

2 Ru CONTENT



第 2 圖



⑫ 公開特許公報(A)

平3-42806

⑬ Int.Cl.⁹H 01 F 10/14
G 11 B 5/31

識別記号

庁内整理番号

C

9057-5E
7426-5D

⑭ 公開 平成3年(1991)2月25日

審査請求 未請求 請求項の数 3 (全5頁)

⑮ 発明の名称 軟磁性薄膜

⑯ 特 願 平1-178924

⑰ 出 願 平1(1989)7月10日

⑱ 発 明 者 清水 治 神奈川県足柄上郡開成町宮台798番地 富士写真フイルム株式会社内

⑲ 発 明 者 中西 寛 次 神奈川県足柄上郡開成町宮台798番地 富士写真フイルム株式会社内

⑳ 出 願 人 富士写真フイルム株式会社 神奈川県南足柄市中沼210番地

㉑ 代 理 人 弁理士 加藤 朝道

明 細 書

1. 発明の名称

軟磁性薄膜

2. 特許請求の範囲

(1) Feを主成分とし、体心立方晶系の結晶構造を備え、実質的に[111]方向に配向し、且つ膜の飽和磁歪 λ_s の絶対値が 5×10^{-6} 以下であることを特徴とする軟磁性薄膜。

(2) Co及びNiの1種以上を合計で1原子%以上15原子%以下含有することを特徴とする請求項1記載の軟磁性薄膜。

(3) Ru, Mn, Cr, Vより選ばれる少くとも一種の元素を合計で0.2原子%以上20原子%以下含有することを特徴とする請求項1又は2に記載の軟磁性薄膜。

3. 発明の詳細な説明

〔産業上の利用分野〕

本発明は軟磁性薄膜に関わり、例えば磁気ヘッドのコア材料、特に垂直記録用ヘッドの主磁極材

料等に好適な軟磁性薄膜に関わる。

〔従来技術〕

例えばオーディオテープレコーダやVTR(ビデオテープレコーダ)等の磁気記録再生装置においては、記録信号の高密度化や高品質化等が進められており、この高記録密度化に対応して、磁気記録媒体として磁性粉にFe, Co, Ni等の金属あるいは合金からなる粉末を用いた、いわゆるメタルテープや、強磁性金属材料を真空薄膜形成技術によりベースフィルム上に直接被覆した、いわゆる蒸着テープ等が開発され、各分野で実用化されている。

ところで、このような所定の保磁力を有する磁気記録媒体の特性を発揮せしめるためには、磁気ヘッドのコア材料の特性としては、保磁力が小さく、高い飽和磁束密度を有するとともに、高透磁率を併せて有することが要求される。また今後実用化が期待される垂直記録用磁気ヘッドにおいては、さらに高い飽和磁束密度を有する材料を主磁極に用いることが必要になる。ところが、従来

磁気ヘッドのコア材料として多用されている
フェライト材では飽和磁束密度が低く、また、
パーマロイでは耐摩耗性に問題がある。

【発明が解決しようとする課題】

従来、かかる諸要求を満たすコア材料として、
Fe-AI-Si系合金からなるセンダスト合金
が好適であると考えられている。センダスト合金
は高透磁率で保磁力が小さいという軟磁気特性に
優れており、この優れた軟磁気特性を維持するた
めには飽和磁歪 λ_f と結晶磁気異方性 K_1 とを共
に零付近とすることが望ましく、磁気ヘッドに使
用可能な軟磁性材料としての組成はこれら両者の
値を考慮して定められる。材料組成が定まると、
飽和磁束密度もこの組成に依存して決まり、セン
ダスト合金の場合、10~11k Gaussが限界であり
必ずしも十分とはいえない。

そのため、上記センダスト合金にかわり、高周
波数領域での透磁率の低下が少なく高い飽和磁束
密度を有するCo系非晶質磁性合金材料（いわゆる
アモルファス磁性合金材料）も開発されている

薄膜により達成される。膜の飽和磁歪 λ_f の絶対
値が略 5×10^{-6} 以上となると保磁力が上昇し、本
発明の目的である良好な軟磁性が維持できないの
で本発明の範囲から外れることとなる。

好ましくは前記薄膜はCo及びNiの1種以上
を合計で1原子%以上15原子%以下含有する。ま
た耐摩耗性を向上させる目的で前記薄膜はRu、
Mo、Cr、Vより選ばれる少なくとも一種の元
素を合計で0.2原子%以上20原子%以下含有する
こともできる。

【作用】

本発明に係る軟磁性薄膜は、立方晶の[111]面
に配向する薄膜によって実質的に構成される為、
面内における磁気モーメントの回転が結晶磁気異
方性 K_1 に束縛されない。従って良好な軟磁性を
得るにあたっては K_1 をゼロにする必要がないの
で、膜の組成は、膜の飽和磁歪 λ_f のみを考慮し
て決定することができる。尚このように[111]配
向した膜の飽和磁歪 λ_f は[100]方向の単結晶の

が、この非晶質磁性合金材料でも飽和磁束密度は
14k Gauss程度であり、これでも十分とはいえない
。

さらに最近では、Fe系結晶膜のスバクタ膜
等が[110]方向に配向しやういことを利用して
[110]方向の膜の飽和磁歪 λ_f をゼロ近くにした
[110]配向膜が提案されている。これによると20
k Gauss程度の飽和磁束密度を実現することも可
能であるが、この膜の場合保磁力が小さくならね
ばならないという軟磁気特性においては実用的レ
ベルに達していない。

本発明は、保磁力が小であり高透磁率である
という優れた軟磁気特性と高い飽和磁束密度とを有
する、新規な軟磁性薄膜を提供することを目的と
する。

【課題を解決するための手段】

本発明の目的は、Feを主成分とし、体心立方
晶系結晶構造（bcc構造）を備え、実質的に
[111]方向に配向し、且つ膜の飽和磁歪 λ_f の絶
対値が 5×10^{-6} 以下であることを特徴する軟磁性

磁歪定数を λ_{100} 、[111]方向のそれを λ_{111} と
すると、

$$\lambda_f = \frac{1}{3} \lambda_{100} + \frac{2}{3} \lambda_{111}$$

となる。

【好適な実施の態様】

[111]配向した純Fe膜の飽和磁歪は -7×10^{-6} 程度であり、この値は軟磁性薄膜の飽和磁歪
としては大きすぎるが、他の元素を添加すること
によりゼロに近づけることができる。例えばCo
又はNiを合計で1~15原子%添加することによ
り膜の飽和磁歪の絶対値 $|\lambda_f|$ をゼロに近づけ
ることができる。なお、Co、Ni以外にも例
えばSiを約10原子%添加することによっても
 $|\lambda_f|$ をゼロに近づけることができ、この場合
もすぐれた軟磁性を示す。添加元素としてCo、
Niが特に優れている理由は飽和磁束密度の低
下をまねくことなく λ_f を調節できるところにあ
る。

耐摩耗性が要求される用途に用いる場合は、
Ru、Mo、Cr、Vより選ばれる少なくとも

1種以上の元素を添加することができる。Ru, Mn, Cr, Vより選ばれる少なくとも1種以上の元素を合計で0.2原子%以上添加することにより耐摩耗性の向上が計られる。しかしRu, Mn, Cr, Vより選ばれる少なくとも1種以上の元素を合計で20原子%を超えて添加すると飽和磁束密度の低下をまねき本発明の目的に反する。更にこれらとCo, Niの1種以上との合計も同様の観点から全組成中20原子%以下に抑えることが望ましい。

本発明に係る軟磁性薄膜は、立方晶の(111)面に配向して形成された薄膜であってかつ膜の磁歪 λ_f が $|\lambda_f| \leq 5 \times 10^{-6}$ であることによって本発明の目的が達成されるものである。従っていずれの元素を添加する場合であっても上記の条件を満足する必要がある。逆にこの条件を満足するならば、例えば耐食性を向上させる目的で、Pt, Rh, Ir, Os等を飽和磁束密度のいちじるしい低下をまねかない範囲で添加することもできる。

次に本発明に係る薄膜について行なった実験について述べる。

実施例1

Fe-Co合金(Co 0~18at%)ターゲットを用いArによるRFスパッタ法によりGaAs基板上に薄膜を得た。この薄膜のCo含有量はターゲット組成を変えることによって変化させた。GaAs基板としては(111)面が鏡面に研磨されたものを用い、スパッタの条件としては、陰極電力が80W、ターゲットの直径が4吋(100mm)、ガス圧が0.6Pa、基板温度が350℃であり、基板と平行に約800eの磁界を印加することとした。この条件のもとでスパッタを3時間行ない、これにより実用上十分な厚みである約0.2 μ m厚の膜を得ることができた。この成膜に先だってGaAs基板としてはArイオンのイオンボンバードメントにより十分な清浄化を行ったものを使用した。得られた膜はいずれも[111]方向に配向しており、これらの膜の飽和磁歪 λ_f 及び保磁力 H_c を縦軸にとり、横軸にとったターゲットの

本発明の下記実施例ではGaAs基板を用いたが、勿論この基板材料としては薄膜が[111]方向に配向可能であれば足り、GaAs基板に限定されるものではなく、例えばGe基板を用いても同様な結果が得られる。

この他Ni, Mn, Ge等の六方晶 B_2 構造を有する材料のC面は、Fe基bcc結晶の(111)面と格子整合性が良好なものが多いので、このNi, Mn, Ge等の材料は本発明に係る薄膜の下地材として適している。

また製膜方法も勿論RFスパッタ法に限定されるものではなく、例えば、MBE法(分子線エビタキシャル法)、イオンビームスパッタ法等を使用することもできる。

成膜時の基板温度としては300~500℃の範囲が好ましく、特に好ましいのは約350℃である。この温度が低すぎると所要の配向が得られず、低い基板温度の時は得られる膜が[110]方向に配向する傾向が強い。

【実施例】

Co含有量(at%)に対してプロットしたものを第1図に示す。膜の飽和磁歪 λ_f は膜面と平行に各方向について測定をしたが、面内にも若干の異方性が観測されている。保磁力 H_c は困難軸方向で測定をしたものである。なお飽和磁束密度は測定方向に依存しない。第1図に見る如く、飽和磁歪 λ_f の絶対値が $|\lambda_f| \leq 5 \times 10^{-6}$ のときに、保磁力 H_c が $H_c \leq 1.0e$ であるという良好な軟磁性膜が得られている。なお、これらの膜の厚みが0.2 μ mと小さく膜厚の測定に少なからぬ誤差をとるものであるため飽和磁束密度の値について正確な決定を行なうことはできなかったが、測定値から計算した限りではこの飽和磁束密度は18kGを超える良好なものであった。特にCo約5at%にて $|\lambda_f| = 0$ 、 $H_c = 0.30e$ といずれも最小を示すことは特筆に値する。

実施例2

Fe₉₀Co₅Ru₅(原子比)からなるターゲットを用いて実施例1と同様なRFスパッタリングを行い、これにより得た薄膜の飽和

磁束密度を測定したところ18kG以上であり、更にその保磁力 H_c は0.50e以下という良好な軟磁性を示すものであった。このRu添加合金の耐摩耗性を評価するため、Coの含有量が一定でFe、Ruの含有量が夫々異なる合金、 $Fe_{95}Co_5$ 、 $Fe_{90}Co_5Ru_5$ 、 $Fe_{85}Co_5Ru_{10}$ 、 $Fe_{80}Co_5Ru_{15}$ の4種類の合金を用意し、このバルク材を用いてダミーヘッドを作りメタルフロッピー（フロックスFLOPPY VP-HR）上において摺動テストを行なった。1000時間の摺動テストの後摩耗した体積を求めて $Fe_{95}Co_5$ よりなるダミーヘッドの摩耗量を1としたときの相対摩耗量を各合金毎に表したものを第2図に示す。この図よりRuの添加にともなう著しく耐摩耗性が向上していることがわかる。尚Ru添加によっても前述の良好な軟磁性材料としての特性が維持できることは別に確認されている。

比較例

本発明に係る薄膜材料との比較のために、公知

膜を提供できることとなった。この薄膜は特に高飽和磁束密度であるという顕著な特性を有するものであり、例えば高飽和磁束密度を要求される垂直磁化記録媒体用の書き込み/読出しヘッドのコアとして用いた場合には、この優れた特性を発揮させることができる。

この薄膜は、上記特性を維持させながらCo及びNiの一種以上を1原子%以上15原子%以下含有させることができる。この添加により、高飽和磁束密度を維持しつつ膜の飽和磁歪を調節することができる。

前記薄膜は、Ru、Mn、Cr、Vより選ばれる少くとも一種の元素を合計で0.2原子%以上20原子%以下含有することにより耐摩耗性が向上するので、磁気ヘッドのコア部に应用した場合、長時間の稼動に耐える耐摩耗性の良好な薄膜磁気ヘッドとすることができる。

4. 図面の簡単な説明

第1図は[111]方向に配向した本発明の一実施例に係るFe-Co合金薄膜の飽和磁歪及び H_c の

例の軟磁性材料である $Fe_{98}Si_2$ からなるターゲットを用いること及びGaAsの[110]面からなる基板を用いること以外は実施例1と同様な方法で成膜した比較例の薄膜を製作して軟磁性に関する同様な測定を行った。測定の結果、この比較例の膜は[110]方向に配向しており、膜の飽和磁束密度は18kG以上、飽和磁歪 λ_f はほぼ0ではあったが、保磁力 H_c が2.50eと大きく、本発明に係る薄膜と比較をすると保磁力において劣っていることが確認された。なお上記のいずれの実験においても得られた薄膜の組成はターゲットの組成と同じものであるとしたが、このようにしても殆んど実質的な差は生じない。

【発明の効果】

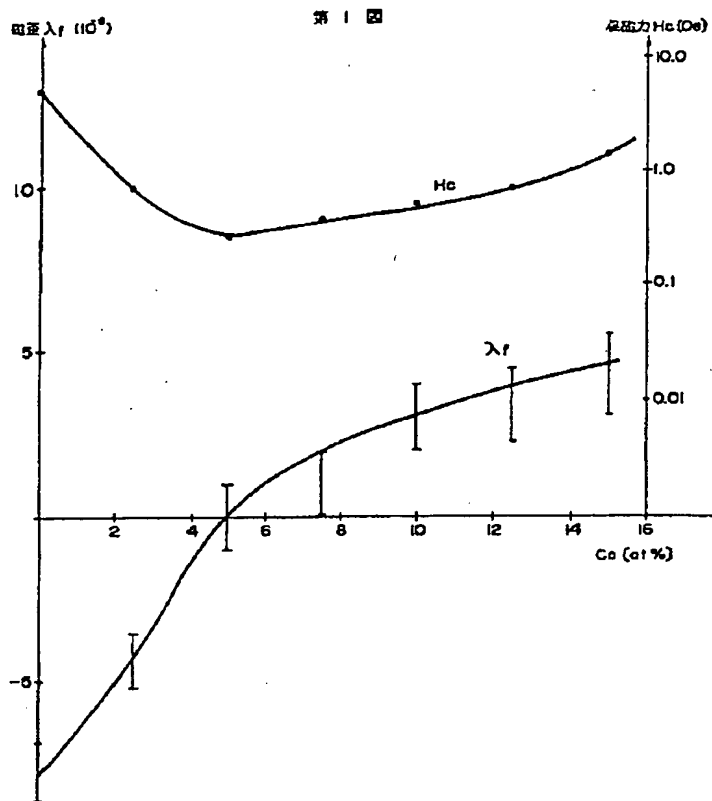
本発明に係る軟磁性薄膜をFeを主成分とし、体心立方晶系の結晶構造を備え、実質的に[111]方向に配向し、且つ膜の飽和磁歪 λ_f の絶対値が 5×10^{-6} 以下であるとするることによって、保磁力が小であり、高透率という良好な軟磁性を有すると共に高飽和磁束密度をも併せて有する軟磁性薄

Co含有量依存性を示すグラフを、

第2図は、本発明に係る薄膜のRu添加量と摩耗量との関係を示すグラフを、

夫々表わす。

出願人 富士写真フイルム株式会社
代理人 弁理士 加藤 朝 道



第 2 圖

